

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2000-234129

(43)Date of publication of application : 29.08.2000

(51)Int.Cl. C21D 9/46
C21D 9/48
C22C 38/00
C22C 38/16

(21)Application number : 11-031301

(71)Applicant : KOBE STEEL LTD

(22)Date of filing : 09.02.1999

(72)Inventor : MAKI KOICHI
IKEDA CHIKAYUKI
SHINTO YOSUKE
KAJIMA TAKAHIRO
HASHIMOTO SHUNICHI

(54) STEEL SHEET FOR HOT DIP GALVANIZING, AND ITS PRODUCTION

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To increase tensile strength and to improve plating characteristic by incorporating specific amounts of C, Mn, Mo, Si, Al, Ni, and Cu, regulating the volume ratio of retained austenite to a specific value or above, and also regulating the contents of respective elements and the ferrite fraction so that they satisfy a specific relationship.

SOLUTION: The steel sheet has a composition containing, by mass, 0.03-0.23% C, $\leq 3\%$ Mn, and $\leq 1\%$ Mo and further containing $>0.5-1.8\%$, in total, of Si and/or Al and $0.3-2\%$, in total, of Ni and/or Cu. The amount of retained austenite is regulated to ≥ 2 vol.%. Moreover, the MSO value ($^{\circ}\text{C}$) defined by equation I is regulated to -100 to 100°C , and respective contents of Si, Mn, Ni, Cu, and Mo satisfy inequality II. In the equation I, V_{α} means ferrite fraction (the total fraction of polygonal ferrite and ferrite in bainite); and the content of each element in the equation and inequality is represented by mass%.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

(19)日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11)特許出願公開番号
特開2000-234129
(P2000-234129A)

(43)公開日 平成12年8月29日(2000.8.29)

(51)Int.Cl. ⁷	識別記号	FI	テームコード [*] (参考)
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	J 4 K 0 3 7
			U
	9/48	9/48	J
			S
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 T
審査請求 未請求 請求項の数5 OL (全 9 頁) 最終頁に続く			

(21)出願番号 特願平11-31301
(22)出願日 平成11年2月9日(1999.2.9)

(71)出願人 000001199
株式会社神戸製鋼所
兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号
(72)発明者 榎井 浩一
神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会
社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内
(72)発明者 池田 周之
神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会
社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内
(74)代理人 100067828
弁理士 小谷 悦司 (外1名)

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 溶融亜鉛めっき用鋼板およびその製造方法

(57)【要約】

【課題】 440～640MPa程度の引張強さを有し且つ優れためっき特性をも発揮する溶融亜鉛めっき用鋼板および溶融亜鉛めっき鋼板、更には溶融亜鉛めっき付着後にめっきと鋼板との合金化を図る為の熱処理を施した合金化溶融亜鉛めっき鋼板、並びに前記溶融亜鉛めっき用鋼板を製造する為の有用な方法を提供する。

【解決手段】 本発明の溶融亜鉛めっき用鋼板は、C: 0.03～0.23質量%、Mn: 3質量%以下、Mo: 1質量%以下を夫々含有する他、Siおよび/またはAl: 合計で0.5超～1.8質量%、Niおよび/またはCu: 合計で0.3～2.0質量%含み、残留オーステナイトが2体積%以上であり、且つ所定の式で定義されるMSO値(℃)が-100～100℃の範囲を満足すると共に、Si、Mn、Ni、CuおよびMoの関係が所定の関係式を満足するものである。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 C: 0.03~0.23質量%、Mn: 3質量%以下(0%を含まない)、Mo: 1質量%以下(0%を含む)を夫々含有する他、Siおよび/またはAl: 合計で0.5超~1.8質量%、Niおよび/またはCu: 合計で0.3~2質量%含み、残留オーステナイトが2体積%以上であり、且つ下記(1)式で定義されるMSO値(°C)が-100~100°Cの範囲を満足すると共に、Si、Mn、Ni、CuおよびMoの関係が下記(2)式を満足するものであることを特徴とする溶融亜鉛めっき用鋼板。

$$\text{MSO値 (}^{\circ}\text{C)} = 550 - 361 \times [\text{C}] / (1 - V_{\alpha} / 100) - 39 \times [\text{Mn}] + 30 \times [\text{Al}] - 5 \times [\text{Mo}] - 17 \times [\text{Ni}] - 10 \times [\text{Cu}] \quad \dots (1)$$

$$-1.5\% \leq \{ ([\text{Si}] + [\text{Mn}]) - ([\text{Ni}] + [\text{Cu}] + [\text{Mo}]) \} \leq 0.8\% \quad \dots (2)$$

但し、[C]、[Mn]、[Al]、[Mo]、[Ni]、[Cu]および[Si]は、夫々C、Mn、Al、Mo、Ni、CuおよびSiの含有量(質量%)を示し、 V_{α} はフェライト分率(ポリゴナルフェライト、およびベイナイト中のフェライトの総分率)を示す。

【請求項2】 炭化物体積率: 1.8%以下、ベイナイト体積率: 10%以下である請求項1に記載の溶融亜鉛めっき用鋼板。

【請求項3】 請求項1または2に記載の溶融亜鉛めっき用鋼板の表面に溶融亜鉛めっきを施したものである溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項4】 請求項3に記載の溶融亜鉛めっき鋼板を熱処理することによってめっき層と鋼板との合金化を図

ったものである合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項5】 請求項1または2に記載の溶融亜鉛めっき用鋼板を製造するに当たり、 A_{e3} 変態点および A_{e1} 変態点を夫々下記(3)式および(4)式で定義したとき、 A_{e3} 変態点~(A_{e3} 変態点-100°C)の温度範囲にて熱間仕上げした後、(A_{e1} 変態点+50°C)~(A_{e1} 変態点-50°C)の温度範囲にて保持し、引き続き500~350°Cの温度にて巻取り、その後冷間圧延を行ないまたは行わずに、(A_{e1} 変態点+50°C)~(A_{e1} 変態点-50°C)の温度範囲にて焼鈍し、更に600~350°Cの温度にて保持後、冷却することを特徴とする溶融亜鉛めっき用鋼板の製造方法。

$$A_{e3} \text{ 変態点 (}^{\circ}\text{C)} = 910 - 203 \times [\text{C}]^{1/2} + 45 \times [\text{Si}] - 23 \times [\text{Mn}] + 95 \times [\text{Al}] + 32 \times [\text{Mo}] - 15.2 \times [\text{Ni}] \quad \dots (3)$$

$$A_{e1} \text{ 変態点 (}^{\circ}\text{C)} = 723 - 29 \times [\text{Si}] - 11 \times [\text{Mn}] + 31 \times [\text{Al}] - 16.9 \times [\text{Ni}] \quad \dots (4)$$

但し、[C]、[Si]、[Mn]、[Al]、[Mo]および[Ni]は、夫々C、Si、Mn、Al、MoおよびNiの含有量(質量%)を示す。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、建築、電気、自動車等の産業分野で使用される、440~640MPa程度の引張強さを有し且つめっき特性にも優れた溶融亜鉛めっき用鋼板および溶融亜鉛めっき鋼板、更には溶融亜鉛めっき付着後にめっきと鋼板との合金化を図る為の熱処理を施した合金化溶融亜鉛めっき鋼板、並びに前記の様な溶融亜鉛めっき用鋼板を製造する為の有用な製造方法に関するものである。尚本発明で対象とする溶融亜鉛めっき用鋼板は、上記した様々な用途で使用できるものであるが、以下では代表的なものとして自動車の車体を使用する場合を中心に説明を進める。

【0002】

【従来の技術】 現在、自動車の車体に用いられている鋼板は、引張強さが30kg/mm²級のものであるが、自動車の軽量化の為には引張強さを45kg/mm²程度にまで上げることが要求されている。しかしながら、引張強さを上げると、自動車の車体用鋼板として要求される特性の一つである加工性(延性)が劣化してしま

い、必要とされる加工性を発揮するものが得られていないのが実状である。

【0003】 一方、自動車用鋼板等の薄鋼板において加工性(延性)の向上を図る技術として、オーステナイトが成形時にマルテンサイトに変態することによって高い延性を示す変態誘起塑性(以下、「TRIP」と略記することがある)を利用した技術が知られている。こうしたTRIP鋼板として、従来では高価な合金元素を多量に添加した引張強さが80kg/mm²級のものでしか良好な延性が達成されていなかった。しかしながら、こうした鋼板では、自動車の車体の様に大量生産が前提となる廉価な用途には適しているとはいえず、更なる改善が望まれていた。

【0004】 こうした技術を改善したものとして、例えば特開平7-207405号や同7-207413号には、化学成分組成とミクロ組織を適切に調整することによって、引張強さが440~640MPa程度で延性を改善した高強度複合組織冷延鋼板が開示されている。しかしながらこうした鋼板においては、延性の改善は図れるものの、自動車の車体として必須の特性であるめっき特性(めっき密着性)については考慮されておらず、改善の余地が残されているのが実状である。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、こうした状況の下でなされたものであって、その目的は、440～640MPa程度の引張強さを有し且つ優れためっき特性をも発揮する溶融亜鉛めっき用鋼板および溶融亜鉛めっき鋼板、更には溶融亜鉛めっき付着後にめっきと鋼板との合金化を図る為の熱処理を施した合金化溶融亜鉛めっき鋼板、並びに前記溶融亜鉛めっき用鋼板を製造する為の有用な方法を提供することにある。

【0006】

【課題を解決するための手段】上記目的を達成し得た本

$$\begin{aligned} \text{MSO値 (}^{\circ}\text{C)} &= 550 - 361 \times [\text{C}] / (1 - V_{\alpha} / 100) - 39 \times [\text{Mn}] + 30 \times [\text{Al}] - 5 \times \\ &\quad [\text{Mo}] - 17 \times [\text{Ni}] - 10 \times [\text{Cu}] \quad \dots\dots (1) \\ -1.5\% \leq \{ ([\text{Si}] + [\text{Mn}]) - ([\text{Ni}] + [\text{Cu}] + [\text{Mo}]) \} &\leq 0.8\% \quad \dots\dots (2) \end{aligned}$$

但し、[C]、[Mn]、[Al]、[Mo]、[Ni]、[Cu]および[Si]は、夫々C、Mn、Al、Mo、Ni、CuおよびSiの含有量（質量%）を示し、 V_{α} はフェライト分率（ポリゴナルフェライト、およびベイナイト中のフェライトの総分率）を示す。

【0007】また上記溶融亜鉛めっき用鋼板においては、炭化物体積率：1.8%以下、ベイナイト体積率：10%以下であることが好ましい。

【0008】上記の様な溶融亜鉛めっき用鋼板の表面に溶融亜鉛めっきを施すことによって、めっき密着性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板が得られる。また、こうした溶融亜鉛めっき鋼板を熱処理することによってめっき層と鋼板との合金化を図った合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、

$$\begin{aligned} A_{e_3} \text{ 変態点 (}^{\circ}\text{C)} &= 910 - 203 \times [\text{C}]^{1/2} + 45 \times [\text{Si}] - 23 \times [\text{Mn}] + 95 \times [\text{Al}] + 32 \\ &\quad \times [\text{Mo}] - 15.2 \times [\text{Ni}] \quad \dots\dots (3) \\ A_{e_1} \text{ 変態点 (}^{\circ}\text{C)} &= 723 - 29 \times [\text{Si}] - 11 \times [\text{Mn}] + 31 \times [\text{Al}] - 16.9 \times [\text{Ni}] \\ &\quad \dots\dots (4) \end{aligned}$$

但し、[C]、[Si]、[Mn]、[Al]、[Mo]および[Ni]は、夫々C、Si、Mn、Al、MoおよびNiの含有量（質量%）を示す。

【0010】

【発明の実施の形態】本発明者らは、上記の様な課題を解決するべく、これまでも様々な角度から検討を進めてきた。その研究の一環として、これまで提案されている変態誘起塑性鋼板のめっき特性が悪いのは、これらの鋼板がオーステナイトを生成させるという観点からAlとSiと合計で0.6%以上含有させたものであり、これによって鋼板中に粗大な介在物が存在することになり、これがめっき特性を劣化させるとの知見が得られた。そして、こうした知見に基づき、めっき特性の劣化を招くAlおよびSiの含有量を0.5%以下に制限し、その代りにCuやNi等を適正量含有させることによってめっき特性を向上させた技術について先に提案している（特願平10-336312号）。

【0011】本発明者らは、上記技術を完成させた後も、その技術改良について更に検討を重ねてきた。その

発明の溶融亜鉛めっき用鋼板とは、C：0.03～0.23質量%、Mn：3質量%以下（0%を含まない）、Mo：1質量%以下（0%を含む）を夫々含有する他、Siおよび／またはAl：合計で0.5超～1.8質量%、Niおよび／またはCu：合計で0.3～2質量%含み、残留オーステナイトが2体積%以上であり、且つ下記（1）式で定義されるMSO値（ $^{\circ}\text{C}$ ）が $-100 \sim 100^{\circ}\text{C}$ の範囲を満足すると共に、Si、Mn、Ni、CuおよびMoの関係が下記（2）式を満足するものである点に要旨を有するものである。

上記熱処理による延性の劣化を招くこともない。

【0009】一方、上記の様な溶融亜鉛めっき用鋼板を製造するに当たっては、 A_{e_3} 変態点および A_{e_1} 変態点を夫々下記（3）式および（4）式で定義したとき、 A_{e_3} 変態点～（ A_{e_3} 変態点 -100°C ）の温度範囲にて熱間仕上げした後、（ A_{e_1} 変態点 $+50^{\circ}\text{C}$ ）～（ A_{e_1} 変態点 -50°C ）の温度範囲にて保持し、引き続き $500 \sim 350^{\circ}\text{C}$ の温度にて巻取り、その後冷間圧延を行ないまたは行わずに、（ A_{e_1} 変態点 $+50^{\circ}\text{C}$ ）～（ A_{e_1} 変態点 -50°C ）の温度範囲にて焼鈍し、更に $600 \sim 350^{\circ}\text{C}$ の温度にて保持後、冷却するようにすれば良い。

結果、たとえばAlとSiの含有量が合計で0.5%を超えていても、CuとNiを適正量に制御すると共に、SiとMnの合計量とCu、NiおよびMoの合計量のバランスを適正にすれば、めっき特性を向上させ得ることを見出し、本発明を完成した。まず本発明で規定した成分範囲限定理由について説明する。

【0012】C：0.03～0.23質量%

Cは、他の高価な合金元素を用いることなくオーステナイトを安定化させ、室温で残留させる為にも最も重要な元素の一つである。本発明では、後述する熱処理によってオーステナイトからフェライトへの変態を利用し、オーステナイト中の炭素濃度を高めることでオーステナイトの安定化を図れるが、C含有量が0.03質量%未満では最終的に得られる残留オーステナイト量が2体積%未満となり、十分なTRIP効果が期待できない。こうした観点から、本発明ではC含有量の下限を0.03質量%とした。

【0013】このC含有量が増加するに従って、残留オーステナイト量が確保できるが、C含有量が過剰になっ

て0.23質量%を超えると、強度が増加し過ぎて640 MPa以下の強度が得にくくなる。尚C含有量は好ましくは0.10質量%以下とするのが良く、より好ましくは0.06質量%以下とするのが良い。

【0014】Mn：3質量%以下（0%を含まない）

Mnはオーステナイト中に偏析し、残留オーステナイトの生成に貢献する添加元素である。またこれに加えてMn添加は、オーステナイトのマルテンサイトへの変態開始温度を低下させる作用を発揮する。しかしながらMnを過剰に含有させると、オーステナイトが安定化し過ぎて変形中にオーステナイトからマルテンサイトへの加工誘起変態によるTRIP効果が発現しなくなったり、固溶強化し過ぎて、所望の強度範囲を超えてしまうことがあるので、その上限値は3質量%とした。尚Mn含有量の好ましい下限は0.5質量%、より好ましくは0.8質量%であり、好ましい上限は2.5質量%、より好ましくは1.7質量%である。

【0015】Mo：1質量%以下（0%を含む）

本発明の鋼板においては、後述する様に再加熱後に600～350℃に保持することによって製造されるものであるが、こうした温度に保持中に、或いはその後に例えば合金化溶融亜鉛めっき工程の様に、めっき浴浸漬後に550℃前後に加熱されたときに、それまでの工程で残留していたオーステナイトがパーライト変態しかねない。Moの添加は、こうした事態を回避するという観点から有効である。即ち、鋼材にMoを添加すると、変態速度を遅らせて残留オーステナイトからのパーライト変態を抑制し、最終的に残留オーステナイト量を確保する上で有効な元素である。こうした効果は、その含有量が増加するにつれて増大するが、Mo含有量が過剰になると固溶強化して所望の強度を超えてしまうので、その上限は1%とした。尚Mo含有量の好ましい、好ましい上限は0.5質量%である。

【0016】Si：および/またはAl：合計で0.5質量%超～1.8質量%

SiとAlは、オーステナイトを室温でも安定になるほど炭素濃化させるために重要な添加元素である。本発明では、鋼板をフェライト/オーステナイト2相域に加熱し、冷却後にフェライト変態を進行させることによってオーステナイト中に炭素を濃化させることが技術の中心思想となる。しかしながら、フェライト変態の進行と共に（従って、オーステナイト中の炭素濃度の上昇と共に）、炭化物の生成が起こり易くなり、高温ではパーライト変態が起き、TRIP効果を生み出すのに十分なCの濃化したオーステナイト粒が生成しなくなる。

【0017】一方、パーライト・ノーズ以下の低温（500℃以下の温度）では、ベイナイトが生成されるようになる。ここで、炭化物形成元素（特に、セメンタイト中に固溶して、セメンタイト生成を促進し、オーステナイト中へのCの濃化を抑制する元素：例えばCr）が過

剰に存在すると全炭素量が減少し、その結果として残留オーステナイト量が減少することになる。SiとAlはよく知られている様に、炭化物（ここではセメンタイト）に固溶しない為に、炭化物の生成を著しく遅らせる働きがある。これにより炭化物の形で炭素原子を浪費することなく、効率良くオーステナイトへの炭素濃化を可能にするものである。

【0018】上記の効果を発揮させる為には、Alおよび/またはSiの含有量は一定量必要であるが、介在物の粗大化、靱性の劣化、表面性状の劣化、連铸時のノズルづまり、めっき処理性の劣化等の問題を引き起こす為には、先の技術（特願平10-336312号）ではその合計（Al+Si）で0.5質量%以下としたのである。

【0019】しかしながら、本発明者らがその後検討したところによると、AlとSiの合計含有量が0.5質量%を超えても、CuとNiを適正量に制御すると共に、SiとMnの合計量とCu、NiおよびMoの合計量のバランスを適正に制御すれば、めっき特性を向上させ得ることが判明したのである。但し、上記の様に適正に制御したとしても、AlとSiの合計含有量が1.8質量%を超えると、介在物の粗大化、靱性の劣化、表面性状の劣化、連铸時のノズルづまり、めっき処理性の劣化等の問題を引き起こすことになるので、その合計量は1.8質量%以下とする必要がある。

【0020】また、前述した様に、合金化溶融亜鉛めっき工程の様に、めっき浴浸漬後に550℃前後に加熱されたときに、それまでの工程で残留していたオーステナイトがパーライト変態しかねない。これは、上記合金化熱処理が行なわれる温度付近がパーライト変態が最も速くなるノーズ温度に相当し、オーステナイトとして保持されていたものがパーライト変態し易くなって、その結果として残留オーステナイトが少なくなるのである。こうした現象は、上記の様にMoを含有させることによってある程度防止できるのだが、オーステナイト安定化元素であるSiとAlの合計含有量が少ない場合には、Moを添加させても残留オーステナイトが少なくなって延性を劣化させる傾向がある。しかしながら、本発明では上記の様にSiとAlの合計含有量を比較的多くできるので、上記の様な合金化熱処理によっても、残留オーステナイトが少なくなることによる延性の劣化を招くこともない。

【0021】尚、Siはフェライト中に固溶し、フェライトを強化することから、不必要に多量添加すると、鋼板の不必要な上昇や加工性・靱性、更には赤スケールの発生をもたらすことになる。こうした観点から、Siの添加量は0.5質量%以下とすることが好ましく、より好ましくは0.05%以下とするのが良い。また、Alについても、不必要に多くすると、たとえ上記SiとAlの合計量とCu、Ni、Moの合計量のバランスを適

正にしても、粗大介在物が発生し、連鑄のノズルつまりをもたらすことから、Alの添加量は1.8質量%以下とすることが好ましい。従って、これらの含有量を満足させつつ、その合計含有量が上記の範囲となる様に調整するのが良い。

【0022】Niおよび/またはCu：合計で0.3～2質量%

NiとCuは、Mnと同様にオーステナイト中に偏析し、残留オーステナイトの生成に貢献する添加元素である。またMnと同様に、これらの添加はオーステナイトのマルテンサイトへの変態開始温度を低下させるが、過度に添加するとオーステナイトが安定化し過ぎ、変形中にオーステナイトからマルテンサイトへの加工誘起変態によるTRIP効果が発現しなくなったり、固溶強化し過ぎて、所望の強度範囲を超えてしまうことがあるので、その含有量の上限値は合計で2質量%とした。

【0023】一方、これらの元素はMnと異なり、炭化物との親和力が弱いために、C含有量が少ない場合でも、炭化物生成を押さえ効率高くオーステナイト中にCを濃化させられる為に、本発明における重要な添加元素である。特に、Cuは安価で炭化物生成を押さえ、効果的に残留オーステナイトを生成することができる有用な元素であるので、上記含有量のうちCuを0.005質量%以上含有させることが好ましい。また、本発明では、NiやCuの含有によって、ベイナイト変態中に炭化物形成を押さえつつ、C添加量が少なくても残留オーステナイトを一定量以上確保できるものである。こうした観点から、これらの元素は合計で0.3質量%以上含有させる必要がある。

【0024】本発明では前述の如く、SiとAlの合計量とCu、Ni、Moの合計量のバランスを適正にする必要があるが、その為には前記(2)式を満足する必要がある。即ち、 $\{([Si] + [Mn]) - ([Ni] + [Cu] + [Mo])\}$ の値が-1.5%未満となるとMOS値が-100℃以下となり、残留オーステナイトが安定化し過ぎてTRIP効果がでなくなる。また0.8%を超えるとSiおよびAlの合計量が多くなって、いずれにしても粗大介在物が発生することになる。

【0025】本発明の鋼板における基本的な化学成分組成は上記の通りであり、残部はFeおよび不可避不純物からなるものであるが、この不可避不純物のうち、靱性を劣化させないという観点からして、SやPについてはいずれも0.05%以下に抑制することが好ましい。また本発明の鋼板には、上記の成分以外にも鋼板の特性を阻害しない程度の微量成分も含み得るものであり、こうした鋼板も本発明の技術的範囲に含まれるものである。

【0026】本発明の鋼板は、引張強さが440～640MPa程度の比較的低強度のTRIP鋼を対象にしていることから、軟質なフェライトを主相とすることが前提となる。また最終的なミクロ組織として、オーステナ

イトを残留させるためには、フェライト変態だけでは十分なC濃化が達成できないので、ベイナイト変態を利用することになる。従って、本発明の鋼板における最終的なミクロ組織は、(フェライト+ベイナイト+オーステナイト)の3相の混合組織となることが望ましい。

【0027】そして、この最終組織に含まれる残留オーステナイト量は、鋼板の加工性を大きく左右する重要な要因であるが、それと同時にオーステナイトの加工安定性も鋼板の加工性を支配する因子の一つである。オーステナイトの加工安定性は、オーステナイトのMs点(マルテンサイト変態開始温度)で表現でき、このMs点が低温なほどオーステナイトは安定であり、加工の後期に有効に働き鋼板の延性を向上させる。本発明では、オーステナイトのMs点を低下させる為に、Ms点換算式である前記(1)式で規定されるMSO値(℃)が-100～100(℃)の範囲を満足する必要がある。

【0028】尚、この(1)式における各係数については、「現代の金属学 材料編4 鉄鋳材料」(日本金属学会編、p45)の式から引用したものである。但し、オーステナイト中のMs点を計算するために、C%の項はフェライト分率V α (ポリゴナルフェライト、およびベイナイト中のフェライトの総分率)は、オーステナイト中への濃化C%に換算する項(1-V α /100)に変形してある。

【0029】本発明の鋼板においては、残留オーステナイト量が2体積%以上である必要がある。即ち、TRIP効果を有効に発現させる為には、残留オーステナイト量の体積率は2%以上とする必要がある。尚、この体積率が2%未満であっても、残留オーステナイトは加工誘起変態するが、その加工誘起変態による延性向上し効果が少なすぎて、引張試験では実験誤差程度の効果しか得られなくなる。

【0030】本発明で規定する組織条件は上記の通りであるが、その他、炭化物体積率やベイナイト体積率の適切に調整するのが好ましい。このうち、炭化物体積率については、残留オーステナイトを生成するために必要なCを炭化物として消費してしまうと、オーステナイトの体積率や安定性を確保することが困難になるので、その上限は1.8%とすることが好ましい。またベイナイト体積率については、この体積率が10%を超えると所望の強度を超えてしまうことになる。尚、これらの体積率を調整するには、炭化物抑制元素Si、Al、Ni、Cuを添加し、熱延仕上げ後の保持温度を(A α , 変態点+50℃)～(A α , 変態点-50℃)として、フェライト量を確保する処理をし、その後パーライト変態を避けて、500～350℃に保持すれば良い。

【0031】上記の様な溶融亜鉛めっき用鋼板の表面に溶融亜鉛めっきを施すことによって、めっき密着性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板が得られるのである。また、本発明の溶融亜鉛めっき用鋼板は、SiとAlの合計含有

量を比較的多くできるので、上記溶融亜鉛めっき鋼板を熱処理することによってめっき層と鋼板との合金化を図った合金化溶融亜鉛めっき鋼板では、550℃程度の合金化熱処理によっても、残留オーステナイトが少なくなることによる延性の劣化延性の劣化を招くこともなく良好な特性を発揮することができる。

【0032】次に、本発明で規定する製造条件について説明する。本発明の製造原理は、低C鋼で残留オーステナイトを生成させる為に、制御圧延によって、熱延中および熱延後の冷却段階でのフェライト生成を、オーステナイト粒の超微細化、未再結晶域圧延、オーステナイト域圧延によって促進するものである。以下、本発明の製造方法の各要件について説明する。

【0033】本発明方法では、 A_{e3} 変態点を前記

(3) 式で定義したとき、 A_{e3} 変態点～(A_{e3} 変態点-100℃)の温度範囲の仕上げ温度で熱間圧延を行なう必要がある。この熱間圧延では、上述の如く640MPa以下の低強度TRIP鋼に必要なフェライト体積率を確保する為のものであるが、熱間圧延温度(圧延終了温度)が A_{e3} 変態点を超えると、いわゆる再結晶オーステナイト領域での熱延となり、こうした熱間圧延ではフェライトスタート(変態開始)を加速することができず、熱延板でのフェライト体積率の確保や、旧オーステナイトへの合金元素の移動を促進できず、連続焼鈍(めっき処理も含む)工程での残留オーステナイトの生成が困難になる。

【0034】一方、この圧延温度(圧延終了温度)が(A_{e3} 変態点-100℃)未満となると、熱延荷重が高くなり過ぎて操業上安定製造が困難となる。尚、圧延機の能力が高い場合は、(A_{e3} 変態点-100℃)での圧延を行なって、加工フェライトが混在する熱延鋼板ができて、その後、冷延再結晶を行なうので、組織的な問題は無い。

【0035】熱間圧延後に置換型合金元素(フェライト相に偏析する元素：Si、Al；オーステナイト相に偏析する元素：Mn、Cu、Ni等)は、フェライト、旧オーステナイト粒の夫々に偏析するのであるが、特にオーステナイト側へのTRIP効果を支配するMs点を決定するMn、Cu、Ni等のオーステナイト安定型置換型元素を熱延段階でフェライト相以外の第2相(ベイナイト、マルテンサイト等)に偏析させておく必要がある。即ち、連続焼鈍溶融亜鉛めっき工程の短時間加熱冷却中に置換型元素の偏析を十分に起こさせることは、操業上で制約があるので、熱延段階で仕上げ温度を低くし、フェライト変態を促進し、その後 A_{e1} 点±50℃で一旦保持することで、フェライト分率確保と上記第2相への置換型元素の分配を進めておくことが可能になり、その後の連続焼鈍時の操業条件範囲を確保することができる。

【0036】本発明ではこうした観点から、熱間圧延仕

上げた後、 A_{e1} 変態点を前記(4)式で定義したとき(A_{e1} 変態点+50℃)～(A_{e1} 変態点-50℃)の温度範囲で保持するものである。この保持温度が(A_{e1} 変態点+50℃)を超えると、熱延板でのフェライト体積率が減少し、逆に、オーステナイト中のC、合金量が希釈され、連続焼鈍後に生成するオーステナイト中の合金偏析量が低下し、オーステナイトの安定度を示すMSO値が±100℃に制御できない。

【0037】また、保持温度が(A_{e1} 変態点-50℃)未満となると、フェライト変態中に未変態オーステナイト中への合金濃度が不十分となり、また同様にオーステナイト中のC、合金量が希釈され、連続焼鈍後に生成するオーステナイト中の合金偏析量が低下し、オーステナイトの安定度を示すMSO値が±100℃に制御できない。

【0038】本発明では、その後500～350℃の温度で巻取るものであるが、この巻取り温度が500℃を超えると、上記の様に(A_{e1} 変態点+50℃)～(A_{e1} 変態点-50℃)の温度範囲で保持することによって置換型元素の分配を起こさせてもパーライト変態が生じてしまい、残留オーステナイトの安定化、体積率を確保するのに最も重要なCの残留オーステナイト中への濃化を起こさせる前に、変態が終了してしまうことになる。また、巻取り温度が350℃未満になると、ベイナイト変態が進行することによって、Cの残留オーステナイトへの濃化の前にマルテンサイト変態が起こることがあり、TRIP効果を発現するのに必要なオーステナイト安定型元素(C、Mn、Ni、Cu等)の濃化が不十分なまま変態が終了してしまうことになる。

【0039】次の焼鈍工程では、(A_{e1} 変態点+50℃)～(A_{e1} 変態点-50℃)の(フェライト+オーステナイト)2相域の下側温度域に加熱することによって、目的とした組織が得られる。 A_{e1} 変態点未満の焼鈍でも、 A_{e1} 変態点-50℃以上では、熱間圧延時に残留オーステナイトとして残留していた組織やその近傍の局所的な部分における A_{e1} 変態点は上記 A_{e1} 変態点よりも低下しており、この温度域の焼鈍でも十分にオーステナイトが逆変態で生成され、TRIP効果が得られることになる。

【0040】一方、(A_{e1} 変態点+50℃)を超える様な温度になると、冷却制御によるフェライト占積率が少なくなり、結果的にオーステナイト安定型元素の濃化した領域が少なくなり、残留オーステナイトの生成量が2%未満になってしまう。

【0041】本発明方法では、その後600～350℃の温度に保持するものである。本発明の鋼板を、パーライト変態のノーズ温度(550℃)に長時間保持すると、熱間圧延の段階でオーステナイト安定型元素を濃化させてもパーライト変態が生じ、オーステナイトが消失してしまうことになる。こうした観点から、この保持

温度は600℃以下とする必要がある。この保持温度は、好ましくは500℃以下とするのが良いが、合金化溶解亜鉛めっきの様に500～600℃に一時的に加熱する処理でも、30秒以上はその温度領域に保持しないほうが良い。またこの温度が350℃未満になると、ベイナイト変態が遅すぎるので、ベイナイト変態中のC濃化が連続焼鈍の限られた作業時間では十分におきないので、この保持温度の下限は350℃とする必要がある。

【0042】以下、本発明を実施例によって更に詳細に説明するが、下記実施例は本発明を限定する性質のものではなく、前・後記の趣旨に徴して設計変更することはいずれも本発明の技術的範囲に含まれるものである。

【0043】

【実施例】下記表1に示す化学成分組成の鋼板を、真空

溶解炉にて溶解し、厚み：30mmまで粗圧延した後、厚みが4.0mmになるまで熱間圧延した。各種鋼板の変態点(A_{e1}変態点およびA_{e3}変態点)、およびMSO値を表1に併記する。上記熱間圧延鋼板について、酸洗した後、厚み：1.2mmまで冷間圧延した。その後、再結晶焼鈍を溶解亜鉛めっきシミュレータ(加熱炉とめっき浴が一体となった装置)を用いて行なった。このときの熱延圧延条件(仕上げ温度、保持温度、巻取り温度)、焼鈍条件(加熱温度、加熱時間)、保持条件(温度、時間)、および熱延組織(第2相)を、下記表2に示す。

【0044】

【表1】

No.	化学成分組成(質量%)											変態温度(℃)		[(Si+Mn)-(Cu+Ni+Mo)]の値	MSO値(℃)
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Mo	Al+Si	Cu+Ni	A _{e1}	A _{e3}		
1	0.02	0.03	0.9	0.005	0.005	1.50	1.00	0.50	0.00	1.53	1.50	750	1018	-0.57	397
2	0.09	0.03	0.5	0.005	0.005	1.50	1.00	0.50	0.00	1.53	1.50	750	965	-0.97	77
3	0.10	0.5	0.9	0.005	0.005	1.50	1.00	0.50	0.00	2.00	1.50	737	983	-0.10	28
4	0.25	0.03	0.9	0.005	0.005	1.50	1.00	0.50	0.00	1.53	1.50	760	924	-0.57	-60
5	0.10	1.5	0.9	0.005	0.005	1.50	1.00	0.50	0.00	3.00	1.50	708	1028	0.90	26
6	0.10	0.03	2.5	0.005	0.005	1.50	1.00	0.50	0.00	1.53	1.50	733	925	1.03	-37
7	0.10	0.03	0.3	0.005	0.005	1.50	1.00	0.50	0.00	1.53	1.50	767	975	-1.17	-37
8	0.08	0.03	0.9	0.005	0.005	1.50	1.00	0.80	0.00	1.53	1.80	745	964	-0.87	-41
9	0.06	0.03	0.9	0.005	0.005	1.50	1.00	0.80	0.00	1.53	1.80	745	971	-0.87	-5
10	0.04	0.03	0.9	0.005	0.005	1.50	1.00	0.60	0.00	1.53	1.50	750	985	-0.57	60
11	0.09	0.03	0.9	0.005	0.005	2.50	1.00	0.50	0.00	2.53	1.50	781	1060	-0.57	30
12	0.09	0.03	0.5	0.005	0.005	1.50	2.50	0.00	0.00	1.53	2.50	763	981	-1.97	-262
13	0.09	0.03	0.5	0.005	0.005	1.50	0.00	0.00	0.00	0.23	0.00	763	981	0.53	251
14	0.09	0.03	0.5	0.005	0.005	1.50	0.00	0.00	0.00	0.23	0.00	763	981	0.53	251
15	0.09	0.03	0.5	0.005	0.005	1.50	0.00	2.50	0.00	1.53	2.50	721	944	-1.97	-117
16	0.09	0.03	0.5	0.005	0.005	1.50	1.00	0.50	0.20	1.53	1.50	755	980	-1.17	15
17	0.09	0.03	0.9	0.005	0.005	1.00	1.00	0.50	0.70	1.03	1.50	735	940	-1.27	-19
18	0.09	0.03	0.5	0.005	0.005	1.50	1.00	0.50	1.50	1.53	1.50	755	1022	-2.47	420
19	0.09	0.03	0.5	0.005	0.005	0.03	1.00	0.50	0.20	0.06	1.50	709	841	-1.17	-30
20	0.09	0.03	0.9	0.005	0.005	0.40	1.00	0.50	0.20	0.43	1.50	716	867	-0.77	-34
21	0.09	0.03	0.9	0.005	0.005	0.40	1.00	0.50	0.20	0.43	1.50	716	867	-0.77	43
22	0.09	0.03	0.9	0.005	0.005	0.40	1.00	0.50	0.20	0.43	1.50	716	867	-0.77	43
23	0.09	0.03	0.9	0.005	0.005	0.40	1.00	0.50	0.20	0.43	1.50	716	867	-0.77	43
24	0.09	0.03	0.9	0.005	0.005	0.40	1.00	0.50	0.20	0.43	1.50	716	867	-0.77	43
25	0.09	0.03	0.9	0.005	0.005	0.40	1.00	0.50	0.20	0.43	1.50	716	867	-0.77	43
26	0.09	0.03	0.9	0.005	0.005	0.40	1.00	0.50	0.20	0.43	1.50	716	867	-0.77	43
27	0.09	0.03	0.9	0.005	0.005	0.40	1.00	0.50	0.20	0.43	1.50	716	867	-0.77	43
28	0.09	0.03	0.9	0.005	0.005	0.40	1.00	0.50	0.20	0.43	1.50	716	867	-0.77	43
29	0.09	0.03	0.9	0.005	0.005	0.40	1.00	0.50	0.20	0.43	1.50	716	867	-0.77	43

【0045】

【表2】

No.	熱間圧延条件			焼鈍条件		保持条件		熱延組織*
	仕上げ温度(℃)	保持温度(℃)	巻取り温度(℃)	加熱温度(℃)	加熱時間(秒)	温度(℃)	時間(秒)	
1	850	750	400	700	40	420	20	B+ γ
2	800	750	400	700	40	420	20	B+ γ
3	800	750	400	680	40	420	20	B+ γ
4	800	750	400	700	40	420	20	B+ γ
5	800	700	400	660	40	420	20	B+ γ
6	750	700	400	680	40	420	20	B+ γ
7	800	750	400	720	40	420	20	B+ γ
8	800	750	400	700	40	420	20	B+ γ
9	800	750	400	700	40	420	20	B+ γ
10	800	750	400	700	40	420	20	B+ γ
11	870	750	400	750	40	420	20	B+ γ
12	800	750	400	700	40	420	20	B+ γ
13	800	750	400	700	40	420	20	B+ γ
14	800	750	400	700	40	420	20	B
15	750	700	400	680	40	420	20	B+ γ
16	800	700	400	700	40	420	20	B+ γ
17	870	700	400	700	40	420	20	B+ γ
18	870	700	400	700	40	420	20	B+ γ
19	800	780	400	700	40	420	20	B+ γ
20	900	750	400	700	40	420	20	B
21	700	750	400	700	40	420	20	—
22	800	840	400	700	40	420	20	B
23	800	600	400	700	40	200	20	B
24	800	750	600	700	40	420	20	P
25	800	750	250	700	40	420	20	M
26	800	750	400	800	40	420	20	B+ γ
27	800	750	400	650	40	420	20	B+ γ
28	800	750	400	700	40	600	20	B+ γ
29	800	750	400	700	40	250	20	B+ γ

*B:ベイナイト、 γ :オーステナイト、P:パーライト M マルテンサイト

【0046】得られた各鋼板について、冷延組織（フェライト分率： α 分率、ベイナイト分率：B分率、炭化物率、残留オーステナイト率：残留 γ 率）、機械的性質（降伏点：YP、引張強さ：TS、伸び：EI、静的歪吸収能：TS×EI値）、およびめっき付着性について調査した。このとき、引張試験は、厚み：30mmのJIS5号平板試験片でもって行ない、n=3の平均値でもって評価した。また、めっき付着性については、めっきシミュレータ（上部に加熱炉、下部にめっき浴を持つ実験装置）を用いて、加熱温度を760℃とし、そこか

らめっき浴（Zn）にどぶづけし、めっきが付着するかどうかを目視にて判断した。更に、 α 分率、介在物最大径はSEM観察（1000倍、3視野平均）、炭化物率は抽出残渣の重量比、残留 γ 量はx線回折によって評価した。これらの結果を、下記表3に一括して示す。尚、表3中において、「圧延荷重オーバー」とは、熱延荷重が高過ぎて製造できず、機械的性質が測定できなかったことを意味する。

【0047】

【表3】

No.	冷延組織					機械的性質				めっき付着性	備考
	α 分率 (体積%)	β 分率 (体積%)	炭化物率 (体積%)	P分率 (体積%)	残留 γ 量 (体積%)	YP (MPa)	TS (MPa)	EI(%)	TS \times EI (MPa)		
1	95	2	0.8	2.0	1.0	190	350	40	140.0	○	比較例
2	93	2	0.8	2.0	3.0	260	450	45	202.5	○	実施例
3	93	0	0.8	4.0	3.0	310	480	38	182.4	x	比較例
4	86	0	1.0	5.0	10.0	290	660	36	237.6	○	比較例
5	93	2	0.8	2.0	3.0	350	510	36	183.6	x	比較例
6	93	2	0.4	2.0	3.0	330	650	32	208.0	x	比較例
7	94	6	1.2	0.0	0.0	280	440	35	154.0	○	比較例
8	95	1	0.1	0.5	4.0	260	450	45	202.5	○	実施例
9	96	1	0.1	0.5	3.0	230	420	45	189.0	○	実施例
10	97	0	0.0	1.0	2.0	220	400	45	180.0	○	実施例
11	94	0	0.0	2.0	4.0	240	440	45	198.0	○	実施例
12	90	5	2.0	0.0	5.0	260	490	36	176.4	○	比較例
13	96	4	0.8	0.0	0.0	250	440	35	154.0	○	比較例
14	90	10	2.0	0.0	0.0	250	440	36	158.4	○	比較例
15	95	5	1.0	0.0	0.0	260	490	36	176.4	○	比較例
16	94	1	0.2	1.0	4.0	260	450	45	202.5	○	実施例
17	94	2	0.3	1.0	3.0	280	460	40	184.0	○	実施例
18	75	20	4.0	2.0	3.0	450	620	25	155.0	○	比較例
19	94	3	0.5	2.0	1.5	260	450	36	162.0	○	比較例
20	94	6	1.2	0.0	0.0	280	460	35	161.0	○	比較例
21	93	6	1.2	1.0	—	比延重量オーバー				—	比較例
22	93	7	1.4	0.0	0.0	320	480	29	139.2	○	比較例
23	93	7	1.4	0.0	0.0	320	480	29	139.2	○	比較例
24	93	7	1.4	0.0	0.0	320	470	31	145.7	○	比較例
25	93	7	1.4	0.0	0.0	310	480	29	139.2	○	比較例
26	93	7	1.4	0.0	0.0	300	490	28	137.2	○	比較例
27	93	7	1.4	0.0	0.0	260	450	34	153.0	○	比較例
28	93	7	1.4	0.0	0.0	260	440	35	154.0	○	比較例
29	93	M	—	0.0	0.0	260	450	36	182.0	○	比較例

【0048】これらの結果から明らかな様に、本発明で規定する要件を満足する鋼板は、440～640MPa程度の引張強さを有し且つめっき付着性にも優れていることが分かる。

【0049】

【発明の効果】本発明は以上の様に構成されており、化学成分組成および組織を適切に調整することによって、めっき付着性に優れた変態誘起塑性鋼板が実現でき、こ

うした鋼板は、建築、電気、自動車等の産業分野で利用される素材として特に有用である。特に、本発明では、SiとAlの合計含有量を0.5%超と高めにできるので、塗装性およびプレス成形性の向上を目的として行われるめっき付着後にめっき層と鋼板の合金化の為に熱処理を施した合金化溶融亜鉛めっき鋼板において有用である。

フロントページの続き

(51) Int. Cl.⁷

識別記号

F I

テーマコート (参考)

C 2 2 C 38/00

3 0 1

C 2 2 C 38/00

3 0 1 W

(72) 発明者 新堂 陽介

神戸市西区高塚台 1 丁目 5 番 5 号 株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

(72) 発明者 橋本 俊一

兵庫県加古川市金沢町 1 番地 株式会社神戸製鋼所加古川製鉄所内

(72) 発明者 鹿島 高弘

兵庫県加古川市金沢町 1 番地 株式会社神戸製鋼所加古川製鉄所内

F ターム (参考) 4K037 EA05 EA06 EA13 EA15 EA16

EA17 EA20 EA27 EA28 EB06

FC02 FC03 FC04 FE01 FF02

FJ04 FJ05 FK08 GA05